

PUB-NO: JP02000199034A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2000199034 A

TITLE: HIGH TENSILE STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN WORKABILITY AND ITS PRODUCTION

PUBN-DATE: July 18, 2000

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
YASUHARA, HIDEKO	
TOSAKA, AKIO	
FURUKIMI, OSAMU	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
KAWASAKI STEEL CORP	

APPL-NO: JP10373909
APPL-DATE: December 28, 1998

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C21D 8/02; C21D 9/46; C22C 38/14; C22C 38/58

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To impart an excellent balance of strength-elongation to the steel plate by specifying the compsn. contg. C, Si, Mn, P, Ti and Fe and forming a structure composed of the main phase of ferrite having specified average grain size and a 2nd phase of martensite and austenite having specified volume ratios.

SOLUTION: This steel plate has a compsn. contg., by weight, 0.01 to 0.3% C, iÜ1.0% Si, iÜ3.0% Mn, iÜ0.5% P and 0.03 to 0.3% Ti, if required, contg. one or more kinds of iÜ0.3% Nb and iÜ0.3% V as well, moreover contg. one or more kinds among iÜ1.0% Cu, iÜ1.0% Ni, iÜ1.0% Cr and iÜ1.0% Mo, furthermore contg. one or more kinds among Ca, rare earth metals and B by iÜ0.005% in total, and the balance substantial Fe. Moreover, it has a structure consisting of the main phase of ferrite and a 2nd phase, in which the average grain size of ferrite is iÜ3.5 ìm, the average grain size of the 2nd phase is iÜ3.5 ìm, and also, the 2nd phase has martensite of iÝ70% volume ratio and austenite of iÝ20%.

COPYRIGHT: (C)2000,JP0

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-199034

(P2000-199034A)

(43) 公開日 平成12年7月18日 (2000. 7. 18)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	A 4 K 0 3 7
9/46		9/46	T
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
38/58		38/58	
審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 11 頁)			

(21) 出願番号 特願平10-373909

(22) 出願日 平成10年12月28日 (1998. 12. 28)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 安原 英子

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 登坂 章男

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100099531

弁理士 小林 英一

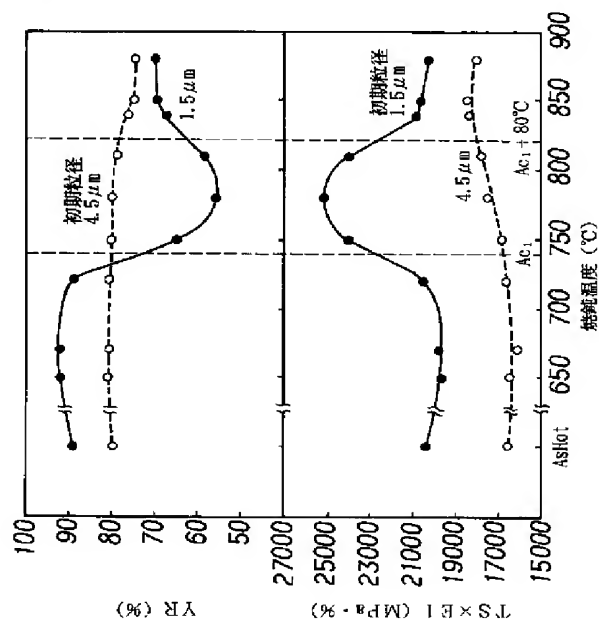
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性に優れた高張力熱延銅板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 プレス成形性に優れた高張力熱延銅板を提供する。

【解決手段】 重量％で、C、Si、Mn量を調整し、さらにP：0.5％以下、Ti：0.03～0.3％を含有する圧延用銅素材に、動的再結晶温度域で少なくとも5パス以上の圧下を行い、仕上圧延温度を A_{r3} 変態点以上とする熱間圧延を施し、圧延終了後0.5sec以内に $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却して熱延銅板としたのち、 A_{c1} 変態点以上（ A_{c1} 変態点 $+80^{\circ}\text{C}$ ）以下の温度範囲に加熱し、ついで $10\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の範囲の冷却速度で冷却する焼鈍を施して、フェライトの平均粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ 以下、第2相の平均粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ 以下で、かつ第2相が体積率70％以上のマルテンサイトと体積率2％以上のオーステナイトを有する組織とする。低降伏比で、穴抜き加工性に優れ、かつ強度－伸びバランスが優れた銅板となる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.01~0.3 %、
Mn : 3.0 %以下、
Ti : 0.03~0.3 %

Si : 1.0 %以下、
P : 0.5 %以下、

を含み、残部が実質的にFeからなる組成を有し、かつフェライトを主相とし、主相と第2相とからなる組織を有し、前記フェライトの平均粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ 以下、前記第2相の平均粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ 以下で、かつ前記第2相が体積率70%以上のマルテンサイトと体積率2%以上のオーステナイトを有することを特徴とする加工性に優れた高張力熱延鋼板。

【請求項2】 前記組成に加えて、さらに、重量%で、Nb : 0.3 %以下、V : 0.3 %以下のうちの1種または2種を含有する組成とすることを特徴とする請求項1に記載の加工性に優れた高張力熱延鋼板。

【請求項3】 前記組成に加えて、さらに、重量%で、Cu : 1.0 %以下、Ni : 1.0 %以下、Cr : 1.0 %以下、Mo : 1.0 %以下のうちの1種または2種以上を含有する組成とすることを特徴とする請求項1または2に記載の加工性に優れた高張力熱延鋼板。

【請求項4】 前記組成に加えて、さらに、重量%で、Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005%以下を含有する組成とすることを特徴とする請求項1ないし3のいずれかに記載の加工性に優れた高張力熱延鋼板。

【請求項5】 平均粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ 以下の微細粒を有する鋼板に、 A_{c1} 変態点以上（ A_{c1} 変態点+80℃）以下の温度範囲に加熱し、ついで冷却する焼鈍を施すことを特徴とする加工性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法。

【請求項6】 重量%で、

C : 0.01~0.3 %、
Mn : 3.0 %以下、
Ti : 0.03~0.3 %

Si : 1.0 %以下、
P : 0.5 %以下、

を含有する圧延用鋼素材を、1100℃以下に再加熱するか、あるいは1100℃以下となつてから熱間圧延を施すにあたり、前記熱間圧延を、動的再結晶温度域で少なくとも5パス以上の圧下を行い、仕上圧延温度を A_{r3} 変態点以上とする熱間圧延とし、熱間圧延終了後、0.5sec以内に30℃/s以上の冷却速度で冷却して熱延鋼板としたのち、該熱延鋼板に A_{c1} 変態点以上（ A_{c1} 変態点+80℃）以下の温度範囲に加熱し、ついで冷却する焼鈍を施すことを特徴とする加工性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法。

【請求項7】 前記焼鈍における加熱後の冷却が、10~100℃/sの範囲の冷却速度で冷却することを特徴とする請求項5または6に記載の加工性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車用、家電用、機械構造用、建築用等の用途に適用して有利な熱延鋼板に係り、とくに熱延のままで超微細粒を有し、延性、靱性、強度-伸びバランスに優れた熱延鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】自動車用、家電用、機械構造用、建築等に用いられる鋼材には、強度、加工性、靱性といった機械的性質が優れていることが要求される。このうち、強度については、従来から、種々の方法により高強度化した高張力鋼板が提案されている。例えば、フェライト単相組織で、Si、Mn、Pなどの固溶強化元素を添加した固溶強化型鋼板、あるいはNb、Tiといった炭窒化物形成元素を添加した析出強化型鋼板、あるいはフェライト相と、マルテンサイト、ベイナイトなどの第2相により強化した複合組織型（DP（Dual Phase））鋼板、あるいは結晶粒の微細化により強化した鋼板などが知られている。しかし、固溶強化型鋼板では、添加合金元素が多量となるため、コストアップを招くとともに、延性等の加工性が低下し、得られる強度にも限界がある等の問題があった。また、DP鋼板は、強度-延性バランスは良いが、穴拡張性に劣ること、第2相組織の調整のため圧延後の厳密な冷却制御が要求されることなどいくつかの問題が残されていた。さらに、結晶粒微細化による高張力鋼では、降伏強さが高くなるため降伏比が高く、プレス成形性が低いという問題が残されていた。

【0003】近年、高張力鋼板においては、低コストと高機能特性を両立できる高張力鋼板の開発に目標が移行しつつある。また、さらに、自動車用鋼板においては、衝突時に乗員を保護するために、高強度化に加えて耐衝撃性にも優れていることが要求されている。このようなことから、高張力鋼板では、強度と、それ以外の靱性、加工性等の機械的性質を含め、総合的に向上させる必要があり、高張力化に伴う延性、靱性、耐久比などの劣化を抑える目的で高張力鋼における組織の微細化が重要な課題となっている。

【0004】最近では、熱間圧延前のオーステナイト粒を極度に微細化して圧延し動的再結晶とさらに制御冷却を利用し、組織を微細化する方法が、例えば、特開平9-87798号公報、特開平9-143570号公報、特開平10-8138号公報に記載されている。特開平9-87798号公報には、Mn : 1.0~2.5 wt%、Ti : 0.05~0.30 wt%、あるいはTi : 0.05~0.30 wt%およびNb : 0.30 wt%以下を含有するスラブを950~1100℃の温度に加熱し、1パス当たりの圧下率が20%以上となる圧延を少なくとも2回以上行い、仕上圧延温度が A_{r3} 変態点以上となる熱間圧延を行った後、20℃/s以上の冷却速度で冷却し、350~550℃で巻き取り、平均結晶粒径 $10\ \mu\text{m}$ 未満のポリゴナルフェライト75体積%以上と、残留オーステナイト5~20体積%の組織とする高張力熱延鋼板の製造方法が開示され

ている。

【0005】特開平9-143570号公報には、Ti:0.05~0.3 wt%、Nb:0.10wt%以下のうちの1種または2種を含有する鋼を950~1100℃の温度に加熱し、1パス当たりの圧下率が20%以上となる圧延を少なくとも2回以上行い、仕上圧延温度が A_{r3} 変態点以上となるように熱間圧延し、 A_{r3} 変態点~750℃を20℃/s以上の冷却速度で冷却し、750℃未満~600℃の温度範囲で5~20sec間滞留させたのち、再び20℃/s以上の冷却速度で550℃以下の温度まで冷却し、550℃以下の温度で巻き取り、

フェライト80体積%以上で平均フェライト粒径10 μ m未満の極微細組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【0006】特開平10-8138号公報には、Mn:1.0 wt%以下、Ti:0.05~0.30wt%、あるいはTiの全部または1部に代え、その2倍量のNbを含有するスラブを950~1100℃の温度に加熱し、1パス当たりの圧下率が20%以上となる圧延を少なくとも2回以上行い、仕上圧延温度が A_{r3} 変態点以上となる熱間圧延した後、20℃/s以上の冷却速度で冷却し、350~550℃で巻き取り、フェライトと残留オーステナイトからなる超微細粒組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【0007】また、特開平10-195588号公報には、wt%で、C:0.02~0.2%、Si:0.1~1.5%、Mn:0.5~3.0%、S:0.010%以下を含み、P:0.03~0.15%、Cr:0.1~2.0%、Mo:0.1~1.0%から選ばれた1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物からなり、平均粒径10 μ m以下のフェライト相が80~97%を占め、残部は平均直径がフェライト平均粒径の0.2~1.5倍であるマルテンサイトを主体とする第2相からなる成形性と耐衝突特性に優れた熱延高張力鋼板が開示されている。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、特開平9-87798号公報、特開平9-143570号公報、特開平10-8138号公報に記載された技術は結晶粒の微細化に主眼をおいたものであるが、得られる粒径はせいぜい3.6 μ m程度までであった。また、これらの技術を用いて製造された鋼板では、強度および延性は向上するが、とくに自動車用鋼板の加工性という観点からは、機械的特性の異方性が大きく、強度-伸びバランスがまだ十分とは言えない。

【0009】また、特開平10-195588号公報に記載された技術で製造された高張力鋼板は、従来に比べ、成形性や耐衝撃特性は向上するが、現在要求されている自動車用鋼板の加工性という観点からは、強度-穴抜き加工性バランス、強度-伸びバランスがまだ不十分であった。本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、超微細粒を有し、しかも降伏比が低く、強度-伸びバランス、強度-穴抜き加工性バランスに優れ、プレス成形性

に優れた高張力熱延鋼板を提供することを目的とする。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成するために、鋭意研究した結果、熱間圧延時、オーステナイト域の動的再結晶温度域で繰返し圧下、しかも比較的軽圧下したのち急冷することにより、主相であるフェライト粒を3.5 μ m以下の超微細粒とすることができるとともに、第2相も主相と同等以上に微細化し、しかも島状に分散して形成させることができることを知見した。さらに、超微細粒を有する熱延板に A_{c1} 変態点以上(A_{c1} 変態点+80℃)以下の α - γ 2相域の温度範囲に加熱したのち冷却する焼鈍を施すと、降伏比が著しく低下し、さらに強度-伸びバランスが顕著に向上した高張力鋼板を製造できることを見いだした。

【0011】本発明の基礎になった実験結果について、説明する。

C:0.12%、Si:0.3%、Mn:0.8%、Ti:0.16%、P:0.005%を含有し、フェライト平均結晶粒径を1.5 μ mあるいは4.5 μ mとしたフェライトを主相とする熱延鋼板(A_{c1} 変態点:740℃)に、650℃~880℃の範囲で加熱温度を変化して連続焼鈍を施した。均熱温度での保持時間は40secと一定した。均熱後の冷却速度は30℃/sとし、300℃まで急冷した。連続焼鈍後、引張試験を実施し、降伏強さYS、引張強さTS、伸びE1を求め、降伏比YR、強度-伸びバランスTS×E1を計算した。なお、熱延のままの鋼板についても引張試験を実施した。それらの結果を図1および図2に示す。

【0012】図1、図2から、熱延のままのフェライト粒径(初期粒径)が1.5 μ mの超微細粒鋼板を、 A_{c1} 変態点以上(A_{c1} 変態点+80℃)以下の α - γ 2相域に加熱すると、TSが増加し、YSが低下して、YRおよびTS×E1が顕著に向上することがわかる。初期粒径が4.5 μ mの場合には、このような顕著な向上は見られない。

【0013】本発明者らの更なる検討により、初期粒径が3.5 μ m以下の微細粒鋼板を A_{c1} 変態点以上に加熱し、 α - γ 逆変態を生じさせることにより冷却後の組織で第2相が平均結晶粒径3.5 μ m以下の、マルテンサイトを主とし、オーステナイトを含有する組織となる。これにより多量の合金元素を添加することなく、低YSで、極めて良好な強度-伸びバランスを有する鋼板となるという知見を得た。なお、このような組織を有する鋼板は強度と穴抜き加工性のバランスが良好であった。また、 A_{c1} 変態点+80℃を超えて加熱すると、結晶粒が成長し、強度が低下し、材質特性が劣化する。一方、初期粒径が3.5 μ mを超える鋼板では、短時間焼鈍では十分な逆変態および第2相への合金元素の濃縮が生じにくい。ため、冷却後にマルテンサイト等が生じにくい。

【0014】本発明者らは、上記した知見をもとにさらに検討を加え、本発明を完成させたのである。すなわ

ち、本発明は、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 1.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %を含み、あるいはさらにAl : 0.10%以下を含有し、残部が実質的に鉄からなる組成を有し、かつフェライトを主相とし、主相と第2相からなる組織を有し、前記フェライトの平均粒径が3.5 μm 以下、前記第2相の平均粒径が3.5 μm 以下で、かつ前記第2相が体積率で70%以上のマルテンサイトと体積率で2%以上のオーステナイトを有することを特徴とする加工性に優れた高張力熱延鋼板であり、また、本発明では、前記組成に加えて、さらに、重量%で、Nb : 0.3 %以下、V : 0.3 %以下のうちの1種または2種を含有する組成とするのが好ましく、また、本発明では、前記各組成に加えて、さらに、重量%で、Cu : 1.0 %以下、Ni : 1.0 %以下、Cr : 1.0 %以下、Mo : 1.0 %以下のうちの1種または2種以上を含有する組成とするのが好ましく、また、本発明では、前記各組成に加えて、さらに、重量%で、Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005 %以下を含有する組成とするのが好ましい。

【0015】また、本発明は、平均粒径が3.5 μm 以下の微細粒を有する鋼板を、Ac1変態点以上（Ac1変態点+80℃）以下の温度範囲に加熱し、ついで冷却する焼鈍を施すことを特徴とする加工性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法である。また、本発明は、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 1.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %を含有する圧延用鋼素材を、1100℃以下に再加熱するか、あるいは1100℃以下となってから熱間圧延を施すにあたり、前記熱間圧延を、動的再結晶温度域で少なくとも5パス以上の圧下を行い、仕上圧延温度をAr3変態点以上とする熱間圧延とし、熱間圧延終了後、0.5sec以内に30℃/s以上の冷却速度で冷却して熱延鋼板としたのち、該熱延鋼板にAc1変態点以上（Ac1変態点+80℃）以下の温度範囲に加熱し、ついで好ましくは10~100℃/sの範囲の冷却速度で冷却する焼鈍を施すことを特徴とする加工性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法である。なお、本発明では、前記焼鈍は、加熱後冷却途中で200~450℃の温度範囲で保持あるいは徐冷する過時効処理を含んでもよい。

【0016】

【発明の実施の形態】まず、本発明の高張力熱延鋼板の化学成分の限定理由について説明する。

C : 0.01~0.3 %

Cは、安価な強化成分であり、所望の鋼板強度に応じ必要量を含有させる。C含有量が0.01%未満では、結晶粒が粗大化し、本発明で目的とするフェライトの平均粒径3.5 μm 未満を達成できなくなる。また、C含有量が0.3 %を超えると、加工性が劣化するとともに溶接性も劣化する。このため、Cは0.01~0.3 %の範囲とする。より好ましくは、0.05~0.2 %の範囲である。

【0017】Si : 1.0 %以下

Siは、固溶強化成分として強度-伸びバランスを改善しつつ強度上昇に有効に寄与する。また、フェライトの生成を抑制し所望の第2相体積率を有する組織を得るうえで有効に作用するが、過剰な添加は、延性や表面性状を劣化させる。このため、Siは1.0 %以下とする。なお、好ましくは0.01~0.7 %である。

【0018】Mn : 3.0 %以下

Mnは、Ar3変態点を低下させる作用を通じ結晶粒の微細化に寄与する。また、第2相のマルテンサイト化および残留オーステナイト化を進展させる作用を通じ、強度-伸びバランスを高める作用を有する。さらに、有害な固溶SをMnSとして無害化する作用も有する。しかし、多量の添加は鋼を硬質化し、却って強度-伸びバランスを劣化させる。このようなことから、Mnは3.0 %以下とする。なお、好ましくは0.05%以上、より好ましくは0.5~2.0 %である。

【0019】P : 0.5 %以下

Pは、強化成分として有用であり、所望の鋼板強度に応じ添加することができるが、過剰の添加は、粒界に偏析し脆化の原因となる。このため、Pは0.5 %以下とする。なお、過度の低減はコスト高となることもあり、好ましくは0.001~0.2 %、より好ましくは0.005~0.2 %である。

【0020】Ti : 0.03~0.3 %

Tiは、TiCとして存在して、熱間圧延加熱段階での初期オーステナイト粒を微細化し、それ以降の熱間圧延過程での動的再結晶を誘起させるために有効に作用する。このような作用を発揮させるためには、少なくとも0.03%以上の含有が必要であるが、0.3 %を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できない。このため、Tiは0.03~0.3 %の範囲とする。なお、好ましくは、0.05~0.20%である。

【0021】Al : 0.10%以下

Alは、脱酸剤として作用するとともに、AlNとして結晶粒を微細化する作用を有しており、適量含有せしめてもよい。しかし、0.10%を超える含有は、酸化物系介在物が増加し、清浄度を低下させる。このため、Alは0.10%以下に限定するのが好ましい。なお、好ましくは0.005~0.07%である。

【0022】Nb : 0.3 %以下、V : 0.3 %以下のうちの1種または2種

Nb、Vは、いずれも炭窒化物を形成し、熱間圧延加熱段階での初期オーステナイト粒を微細化する作用を有しており、必要に応じ、Tiと重畳して含有することにより、さらに動的再結晶の発生に有効に作用する。しかし、0.3 %を超えて多量に含有しても効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できない。このため、Nb、Vとも0.3 %以下とするのが望ましい。

【0023】Cu : 1.0 %以下、Ni : 1.0 %以下、Cr : 1.0 %以下、Mo : 1.0 %以下のうちの1種または2種以上

Cu、Mo、Ni、Crは、いずれも強化成分として、必要に応じ、含有することができ、多量の含有はかえって強度-延性バランスを劣化させる。このため、Cu、Mo、Ni、Crは、いずれも1.0%以下とするのが望ましい。なお、上記した作用効果を十分に発揮するためには、少なくとも0.01%以上含有させるのが好ましい。

【0024】Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005%以下

Ca、REM、Bは、いずれも硫化物の形状制御や粒界強度の上昇を通じ加工性を改善する効果を有しており、必要に応じ含有させることができる。しかし、過剰な含有は、清浄度や再結晶性に悪影響を及ぼす恐れがあるため、合計で0.005%以下とするのが望ましい。

【0025】本発明の熱延鋼板は、上記した組成以外は、残部実質的にFeからなる。本発明の熱延鋼板は、平均粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ 以下のフェライトからなる主相と、平均粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ 以下の第2相とからなる組織を有する。主相は、体積率で80%以上とするのが好ましい。80%未満では、延性が低下する。なお好ましくは97%以下である。

【0026】フェライト粒が微細化すれば、従来の高張力鋼に比べ少ない合金元素添加量で目標とする強度を確保することができ、しかも強度以外の特性の劣化が少なく、その後のめっき性も良好となる。しかし、フェライトの平均粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ を超えると、結晶粒微細化による強度増加分が少なく合金添加量が増加し、さらに延性が劣化する。このため、フェライトの平均粒径を $3.5\ \mu\text{m}$ 以下に限定した。また、第2相の平均粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ を超えて大きくなると、靱性、延性の向上が少なくなるため、第2相の平均粒径を $3.5\ \mu\text{m}$ 以下に限定した。

【0027】第2相の体積率は、3~20%とするのが望ましい。第2相の体積率が3%未満では、強度-延性バランスが劣り、20%を超えると延性が劣化する。第2相は、第2相全体に対する体積率で70%以上のマルテンサイトと体積率で2%以上のオーステナイトを有する。第2相中のマルテンサイトの体積率が70%未満では、低降伏比が得られず、微細粒を有する鋼板の欠点である高降伏比となり、また強度-伸びバランスが低い。また、第2相中のオーステナイトの体積率が2%未満では、低い強度-伸びバランスおよび強度-穴あけ加工性バランスしか得られない。オーステナイトの体積率が2%以上ではじめて、 $\text{TS} \times \text{E1}$ が $22000\text{MPa} \cdot \%$ 以上となる。

【0028】なお、本発明においては、フェライト、第2相粒の平均粒径は、常法に従い、圧延方向断面における平均粒径とする。つぎに、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。本発明では平均粒径（初期粒径）が $3.5\ \mu\text{m}$ 以下の微細粒を有する鋼板に、 A_{c1} 変態点以上（ A_{c1} 変態点+80℃）以下の温度範囲に加熱し、ついで冷却する焼鈍を施す。なお、以下に示す、焼鈍の前までの工程（溶鋼-熱間圧延・コイル巻取り）は、平均粒

径が $3.5\ \mu\text{m}$ 以下の微細粒を有する鋼板を得るための好適な一例であり、本発明ではこの製造方法に限定されるものではない。なお、上記微細粒を有する鋼板はフェライトを主相（体積率で50%以上、好ましくは70%以上）とすることが焼鈍後に所定のフェライト体積率を得る上で好ましい。

【0029】上記した成分組成範囲に調整した溶鋼を、連続鋳造または造塊-分塊圧延により圧延素材とし、この圧延素材に熱間圧延を施し熱延鋼板とする。熱間圧延は、圧延素材を、一旦冷却したのち再加熱する再加熱圧延としても、直送圧延やホットチャージローリングとしてもよい。また、薄スラブ連続鋳造法のような、連続鋳造されたスラブを直接熱間圧延してもよい。再加熱する場合には、初期オーステナイト粒を微細化するために、1100℃以下に加熱するのが望ましい。また、直送圧延する場合も、1100℃以下まで冷却したのち圧延を開始するのが動的再結晶を促進するために好ましい。なお、仕上げ圧延温度をオーステナイト域とするため、再加熱温度、または直送圧延開始温度を900℃以上とするのが好ましい。

【0030】上記した温度の圧延素材に熱間圧延を施す際に、本発明では、動的再結晶温度域で少なくとも5パス以上の繰返し圧下を施すのが好ましい。動的再結晶温度域で繰返し圧下を施すことにより、オーステナイト粒が微細化される。動的再結晶を起こさせる回数が多くなるほどオーステナイト粒の微細化が進行するため、少なくとも5パス以上で、しかも連続する5パス以上で圧下するのが好ましい。5パス未満では、オーステナイト粒の微細化の程度が小さく、平均フェライト粒径 $3.5\ \mu\text{m}$ 以下の微細粒を達成しにくい。

【0031】また、動的再結晶温度域での圧下率は、動的再結晶が生ずる範囲であれば特に限定されるものではないが、1パス当たり4~20%、好ましくは20%未満とするのが望ましい。1パス当たりの圧下率が4%未満では、動的再結晶が生じない。一方、1パス当たりの圧下率が20%を超えると、機械的性質の異方性、たとえば $\Delta E1$ 、が大きくなる。なお、動的再結晶温度域での最終圧延パスは、第2相の微細化を図るため、圧下率13~30%とするのが望ましい。

【0032】なお、 A_{c1} 変態点以上で焼鈍するとは、焼鈍前に第2相が凝集状に存在することは好ましくなく、島状（本発明でいう島状とは、第2相の粒径以下の間隔で他の第2相が存在する比率が20%以下である状態をいう）に分布していることが好ましい。上記圧延条件により、島状の第2相を得ることができる。本発明でいう動的再結晶温度は、温度、歪が独立して制御できる測定装置（例えば、富士電波工機製「加工フォーマスター」）により、圧延条件をシミュレーションすることにより得られる歪-応力の関係から予め測定した値を用いるものとする。動的再結晶温度は、鋼組成、加熱温度、

圧下率、圧下配分等で変化するが、850～1100℃の温度範囲内で、通常250～100℃の幅で存在するといわれている。なお、動的再結晶温度域の温度幅は、1パス当たりの圧下率が高いほど、あるいはTi含有量が高いほど、拡大する。

【0033】また、組織微細化の点からは、動的再結晶温度域のできるだけ低い温度域で圧延を施すのが、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の変態サイトが増加し有利である。そこで、オーステナイト粒の微細化を促進するうえでは、(動的再結晶の下限温度)+80℃、好ましくは(動的再結晶の下限温度)+60℃、から動的再結晶の下限温度までの温度範囲で前記3パス以上の圧力を加えるのが平均結晶粒を3.5 μm 以下とするうえで好ましい。

【0034】動的再結晶低温域における圧延回数を獲得するため、圧延スタンド間に加熱手段を設置し、被圧延材またはロールを加熱してもよい。とくに、温度低下の著しい位置に加熱手段を設置するのが有効である。加熱手段としては、高周波加熱装置により鋼板を加熱してもよく、また、電熱ヒータを用いロールを加熱してもよく、また直接通電加熱により加熱しても良い。

【0035】なお、熱間圧延時においては、潤滑を施しつつ圧下を行ってもよいことは、いうまでもない。本発明では、動的再結晶温度域での圧延以外の圧延条件はとくに限定されないが、圧延仕上げ温度は A_{r3} 変態点以上とする。圧延仕上げ温度が A_{r3} 変態点未満では、鋼板の延性、靱性が劣化するためである。

【0036】上記した条件で熱間圧延を終了した熱延鋼板においては、この時点でのオーステナイト粒はほぼ等軸の結晶粒となっており、熱間圧延終了後直ちに冷却する直近急冷を行えば、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の変態核が多く、フェライト粒の粒成長が抑制され組織が微細化される。このため、圧延終了後0.5sec以内、好ましくは、0.3sec以内に冷却を開始するのが好ましい。冷却開始が圧延終了後0.5secを超えると、粒成長が著しくなる。

【0037】また、冷却速度は30℃/s以上とする。冷却速度が30℃/s未満では、フェライト粒の粒成長が生じ、微細化が達成できないうえ、第2相を微細にしかも島状に分布させることが難しくなる。30℃/s以上の冷却速度で、好ましくは350～650℃の温度域まで冷却された熱延鋼板は、直ちにコイルに巻き取る。巻き取り温度や、巻き取り後の冷却速度はとくに限定するものではない。製造しようとする鋼板に応じて適宜定める。しかし、巻き取り温度が高いと、第2相がパーライト主体の組織となりフェライト粒の粒成長が起こりやすくなる。一方、巻き取り温度が低すぎると、巻き取りが困難となる。このようなことから、巻き取り温度は350～650℃の範囲内とするのが望ましい。

【0038】ついで、熱延鋼板は、焼鈍を施される。焼鈍方法は、とくに限定する必要はなく、生産能率の点

から連続焼鈍とするのが好ましい。均熱温度は、 A_{c1} 変態点以上(A_{c1} 変態点+80℃)以下の温度範囲とする。この温度域に加熱することにより、一部を γ 相に変態させる。なお、均熱時間は1～300sec、好ましくは20～100secとするのが望ましい。

【0039】ついで、鋼板は、好ましくは10～100℃/sの冷却速度で、200～600℃まで冷却される。均熱後の冷却速度が10℃/s未満ではCの拡散が生じ、第2相をマルテンサイトを主体とし、オーステナイトを含む組織とするのが難しくなる。一方、冷却速度が100℃/sを超えて速くしても、第2相の組織分率の変化はなく、また設備上この冷却速度以上とするには多大の困難を伴うため、100℃/sを上限とするのが望ましい。均熱後の急冷停止温度は、200～600℃の温度域とするのが望ましい。急冷停止温度が200℃未満では、形状不良が発生し易くなる。なお、400℃未満ではCの拡散が遅く、冷却速度の影響が小さいため、コスト上は400℃以上の温度域で急冷を停止することが好ましい。一方、600℃を超えると、Cの拡散が生じ第2相のマルテンサイト分率が低くなる。

【0040】冷却停止後、過時効処理を施すこともできる。過時効処理条件は、200～450℃の温度範囲で20～180sec保持もしくは徐冷とするのが好ましい。

【0041】

【実施例】表1に示す組成を有する溶鋼を、連続鋳造法によりスラブ(圧延素材)とした。これらスラブを表2に示す種々の条件で加熱、熱間圧延、圧延後冷却を行って熱延鋼板(板厚2～4mm)とした。なお、製造条件No. 3、No. 5は、潤滑圧延を実施した。ついで、これら熱延鋼板を表2に示す条件で加熱、冷却する連続焼鈍を施した。なお、一部の鋼板については、冷却途中で、過時効処理を施した。

【0042】得られたこれらの鋼板について、組織、引張特性、穴拡張加工性を調査し、表3に示す。組織は、鋼板の圧延方向断面について、光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡を用いて、フェライトの体積率、粒径および第2相の組織、体積率、粒径を測定した。また、引張特性は、鋼板の圧延方向について、JIS 5号試験片により引張特性(降伏点YS、引張強さTS、伸びE1)を測定した。

【0043】また、穴拡張加工性は、鋼板に10mm ϕ (D_0)の打抜き穴を加工したのち、頂角60°の円錐ポンチで押し広げる加工を施し、割れが板厚を貫通した直後の穴径Dを求め、 $\lambda = \{(D - D_0) / D_0\} \times 100\%$ から求められる λ 値で評価した。これらの結果を表3に示す。

【0044】

【表1】

(7)

特開2000-199034

11

12

鋼 No	化学成分 (wt %)								A _r ₃ ℃	A _c ₁ ℃
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	その他		
A	0.15	0.8	1.5	0.01	0.003	0.16	0.02		820	720
B	0.17	1.0	1.6	0.02	0.003	0.10	0.04	Cu:0.20	800	720
C	0.15	0.5	2.0	0.05	0.002	0.15	0.02	Ni:0.30	780	700
D	0.15	0.3	1.4	0.03	0.003	0.18	0.03		820	730
E	0.15	0.4	1.8	0.01	0.003	0.20	0.02	Cu:0.10, Ni:0.05	800	720
F	0.12	0.1	1.8	0.04	0.002	0.09	0.02		790	700
G	0.10	0.1	1.4	0.01	0.003	0.15	0.04	Nb:0.05	820	730
H	0.15	0.3	1.6	0.01	0.003	0.16	0.02	B:0.0015	800	720
I	0.15	0.3	1.6	0.01	0.003	0.18	0.03	Ca:0.002, REM:0.002	800	720
J	0.12	0.3	0.8	0.01	0.003	0.14	0.02		840	740
K	0.15	0.3	1.6	0.01	0.003	0.16	0.02	V:0.04, Nb:0.03	800	720
L	0.15	0.1	1.6	0.01	0.003	0.16	0.02	Cr:0.04, REM:0.03	800	720
M	0.15	0.1	1.6	0.01	0.003	0.16	0.02	Cr:0.04, Ca:0.004, Nb:0.1	800	720
N	0.15	0.1	1.6	0.01	0.003	0.02	0.02		800	720
O	0.05	0.3	3.5	0.01	0.003	0.01	0.020		760	680
P	0.003	2.5	1.8	0.08	0.003	0.10	0.020		820	780

【0045】

* * 【表2】

鋼板 No	加熱 温度 ℃	熱間圧延				熱間圧延後 冷却条件			焼鈍前組織		連続焼鈍条件								
		動的再結晶 温度域 ℃	動的再結晶温度域 での圧下		仕上 圧延 終了 温度 ℃	仕上 板厚 mm	冷却 開始 時間 sec	冷却 速度 ℃/s	冷却 停止 温度 ℃	巻取り 温度 ℃	結晶粒径 (全平均) (μm)	第2相 分布	加熱 温度 ℃	加熱 時間 s	冷却 速度 ℃/s	冷却 停止 温度 ℃	過熱処理		
			種類	圧下率 %													温度差** ΔT℃	温度 ℃	時間 s
1	1050	900 ~ 1050	6	75	50	870	2.3	0.1	55	600	450	1.7	島状	750	40	30	450	450	120
2	1050	900 ~ 1050	7	80	50	840	2.3	0.1	45	850	550	2.0	島状	745	20	15	400	300	40
3	1050	900 ~ 1050	6	75	50	850	2.3	0.1	35	550	520	1.7	島状	735	20	40	450	300	20
4	1050	900 ~ 1050	6	75	50	840	2.3	0.2	35	850	800	1.7	島状	750	10	50	250	200	20
5	1005	850 ~ 1005	7	80	50	840	2.3	0.2	35	580	540	1.9	島状	770	30	50	450	450	180
6	1010	850 ~ 1010	6	75	50	840	2.3	0.2	10	450	400	2.0	島状	745	80	30	400	400	90
7	1270	—	—	—	—	850	2.3	1.0	35	540	520	4.0	非島状	750	40	30	450	450	40
8	1070	900 ~ 1070	5	70	90	880	2.3	0.2	45	480	410	2.1	島状	850	20	20	450	450	90
9	1050	900 ~ 1070	6	75	50	870	2.3	0.1	55	620	800	4.0	島状	900	20	15	450	450	120
10	1050	900 ~ 1070	6	75	50	870	2.3	0.1	55	800	450	0.9	島状	750	40	30	450	—	—
11	1050	900 ~ 1050	8	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	2.1	島状	750	40	30	450	450	120
12	1050	900 ~ 1050	8	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	3.0	島状	750	40	30	450	450	120
13	1050	900 ~ 1050	8	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	2.8	島状	750	40	30	450	450	120
14	1050	900 ~ 1050	8	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	1.7	島状	750	40	30	450	450	120
15	1050	900 ~ 1050	6	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	2.1	島状	750	40	30	450	450	120
16	1050	900 ~ 1050	6	75	50	870	3.2	0.1	55	800	450	1.8	島状	750	40	30	450	450	120
17	1050	900 ~ 1050	8	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	1.9	島状	750	40	30	450	450	120
18	1050	900 ~ 1050	8	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	3.3	島状	750	40	30	450	450	120
19	1050	900 ~ 1050	6	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	2.8	島状	750	40	30	450	450	120
20	1050	950 ~ 1050	8	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	1.8	島状	750	40	30	450	450	120
21	1050	950 ~ 1050	8	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	2.4	島状	750	40	30	450	450	120
22	1050	950 ~ 1050	6	75	50	870	3.2	0.1	55	600	450	2.4	島状	750	40	30	450	450	120
23	1050	—	—	—	—	870	3.2	0.1	55	600	450	6.1	非島状	750	40	30	450	450	120
24	1050	—	—	—	—	870	3.2	0.1	55	600	450	6.5	非島状	750	40	30	450	450	120
25	1050	—	—	—	—	870	3.2	0.1	55	600	450	9.5	非島状	750	40	30	450	450	120

**): ΔT_d : (動的再結晶温度域) - (動的再結晶の下限温度)

鋼板 No	鋼 板 組 織							引張特性							穴 拡 げ	備 考
	フェライト		第 2 相					降伏 点 YS	引張 強さ TS	伸び EI	ΔEI	降伏比	TS×EI	λ		
平均 粒径 μm	体積 率 %	平均 粒径 μm	体積 率 %	種 類 (体積率)			MPa	MPa	%	%	%	MPa %	%			
				M%	γ %	その他										
1	1.8	85	1.3	15	75	5	B	470	650	38	-3.2	67	24700	98	本発明例	
2	1.9	85	2.3	15	77	7	B	473	653	37	-3.2	67	24161	98	本発明例	
3	1.8	85	1.5	15	80	5	B, P	486	675	36	-3.1	67	24300	97	本発明例	
4	1.6	85	2.1	15	91	5	B	494	705	34	-3.0	65	23970	95	本発明例	
5	1.8	85	2.4	15	75	12	B	475	654	38	-3.2	68	24852	99	本発明例	
6	2.1	85	1.8	15	72	8	B, P	446	595	39	-3.0	70	23205	115	本発明例	
7	3.8	80	5.0	20	61	1	B	518	648	27	-8.1	80	17496	80	比較例	
8	2.1	90	2.1	10	2	0	P	492	565	36	-5.1	87	20340	90	比較例	
9	3.8	70	4.9	30	15	1	B	462	575	32	-5.6	80	18400	85	比較例	
10	0.8	90	1.3	10	75	8	B, P	575	715	33	-2.9	67	23595	95	本発明例	
11	2.1	85	2.0	15	81	7	B, P	503	670	36	-3.0	70	24120	95	本発明例	
12	3.1	85	2.8	15	85	6	B	540	710	34	-3.2	71	24140	96	本発明例	
13	2.5	90	2.8	10	76	6	B, P	477	645	38	-3.0	69	24510	93	本発明例	
14	1.6	95	1.8	5	85	6	B	427	610	40	-3.0	65	24400	97	本発明例	
15	2.2	90	1.8	10	75	6	B, P	473	630	39	-3.3	70	24570	95	本発明例	
16	1.9	90	1.5	10	76	6	B, P	466	605	40	-3.0	72	24200	97	本発明例	
17	1.9	90	1.8	10	91	7	B	510	680	36	-3.2	70	24480	97	本発明例	
18	3.4	95	3.0	5	95	3	B	310	640	37	-3.4	73	23680	91	本発明例	
19	2.9	85	2.0	15	85	4	B, P	502	679	36	-4.0	69	24444	90	本発明例	
20	1.7	90	1.5	10	86	6	B	521	695	35	-3.3	70	24325	97	本発明例	
21	2.4	90	2.5	10	84	5	B	526	683	36	-3.4	72	24588	96	本発明例	
22	2.3	90	2.8	10	88	5	B, P	358	650	37	-3.2	72	24050	91	本発明例	
23	5.9	90	7.0	10	2	0	P	432	540	30	-9.1	80	16200	50	比較例	
24	6.3	90	8.5	10	5	1	B	505	595	28	-5.1	85	16660	40	比較例	
25	9.5	90	9.5	10	4	1	B, P	408	510	35	-7.7	80	17850	60	比較例	

【0047】本発明例の鋼板は、いずれもフェライトの平均粒径が3.5 μm 以下で、かつ第2相の平均粒径が3.5 μm 以下で、第2相中のマルテンサイト量が70体積%以上、オーステナイト量が2%体積以上である組織を有し、低降伏比で、TS×EI 値が22000MPa・%以上と高く、さらに入値が90%以上と強度に対し高い穴拡げ加工性を有し、加工性に優れた高張力熱延鋼板となっている。なお、過時効処理の有無は、加工性に大きな影響を及ぼしていない。

【0048】これに対し、スラブ加熱温度が高く、動的再結晶の生起がなく、フェライト平均粒径が大きく、さらに第2相のマルテンサイト量が少ない、本発明の範囲を外れる鋼板No. 7 は、伸び、TS×EI 値が低くなっている。また、本発明の範囲を外れる鋼板No. 8 は、焼鈍温度が低く、第2相のマルテンサイト量が少なく、伸び、TS×EI 値が低くなっている。鋼板No. 9は、焼鈍温度が高く、フェライト平均粒径が大きくなり、さらに*

*第2相中のマルテンサイト量およびオーステナイト量が少なくなつて、伸び、TS×EI 値が低くなっている。鋼板No. 23、No. 24 は、Ti 含有量が少なく、フェライト平均粒径が大きくなり、伸び、TS×EI 値が低くなっている。鋼板No. 25 はC 含有量が少なく、フェライト平均粒径が大きくなり伸び等の値が低くなっている。

【0049】

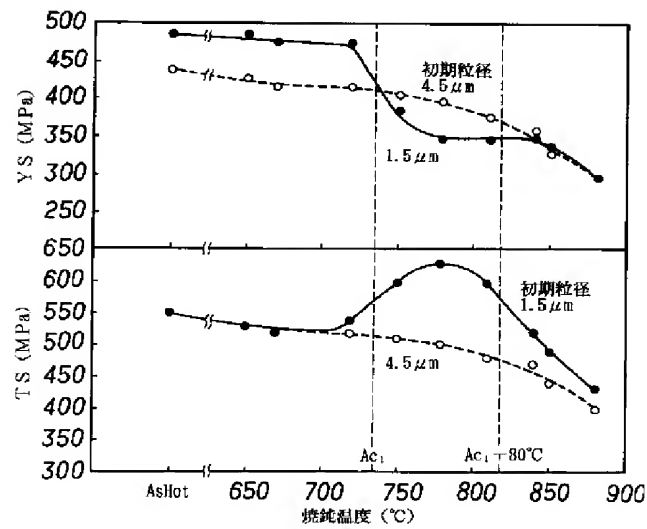
【発明の効果】本発明によれば、超微細粒を有し、良好な機械的特性を具備し、かつ強度-伸びバランス、強度-穴拡げ加工性バランスに優れ、プレス成形性に優れた高張力熱延鋼板を安価に製造でき、産業上格段の効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

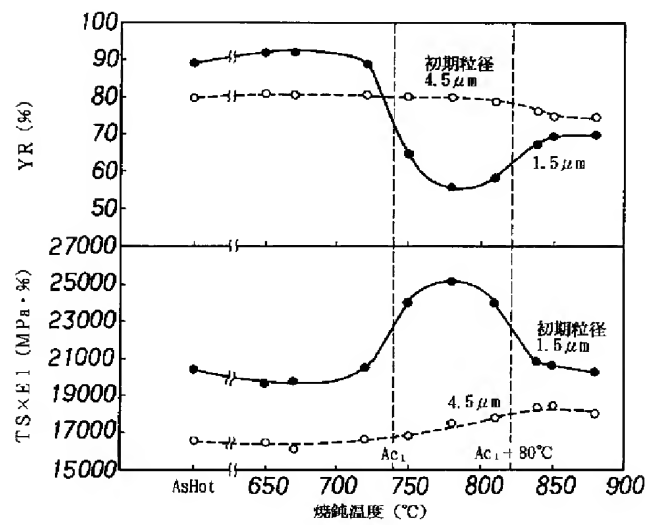
【図1】YS、TSにおよぼす焼鈍温度の影響を示すグラフである。

【図2】YR、TS×EI におよぼす焼鈍温度の影響を示すグラフである。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 古君 修
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08
AA11 AA14 AA16 AA17 AA19
AA22 AA23 AA27 AA29 AA31
AA35 AA36 AA40 BA01 CA02
CB02 CC03 CC04 CD03 CE01
CE02 CF02
4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27
EA31 EA32 EA36 EB05 EB08
EB09 EB11 FA02 FC07 FD04
FE01 FE02 FF02 JA06